

УДК 548.1:533.9

ВЛИЯНИЕ УДАРНО-ВОЛНОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ПОВЕРХНОСТЬ СТАЛИ 38ХНЗМФА

В.Г. Кириченко, Т.А. Коваленко, В.Н. Леонов*Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, Институт высоких технологий**61108, г. Харьков, пр. Курчатова, 31**E-mail: kirichenko@pht.univer.kharkov.ua**Поступила в редакцию 20 декабря 2009 г.*

Представлены результаты исследования структурно-фазовых превращений и упрочнения стали 38ХНЗМФА после ударно-волнового воздействия на поверхность стали. Ударно - волновая обработка стали 38ХНЗМФА приводит к увеличению прочности образцов, обусловленному процессами перераспределения фаз и углерода в поверхностных слоях. Упрочнение стали при ударной обработке обусловлено выделением в матрице мартенсита фазы цементита.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: ударное воздействие, ферритные стали, фазовые превращения, упрочнение, мартенсит, цементит

INFLUENCE OF SHOCK -WAVE TREATMENT ON SURFACE OF STEEL 38ХНЗМФА

V.G. Kirichenko, T.A. Kovalenko, V.N. Leonov*Kharkov Karazin National University, High Technology Institute**31 Kurchatov St., Kharkov*

The results of research of structure - phase transformations and hardening of 38ХНЗМФА steel after shock - wave are presented. Shock - wave treatment of a steel 38ХНЗМФА leads to augmentation of strength of the samples, caused by processes of redistribution of phases and carbon in surface layers. Hardening of steel at shock - wave treatment is caused by allocation in a martensite matrix cementite phases.

KEY WORDS: shock action, ferrite steels, phase transformations, strengthening, martensite, cementite

ВПЛИВ УДАРНО-ХВИЛЬОВОЇ ОБРОБКИ НА ПОВЕРХНЮ СТАЛІ 38ХНЗМФА

В.Г. Кіріченко, Т.О. Коваленко, В.М. Леонов*Харківський національний університет ім. В.Н. Каразіна, Інститут високих технологій**61108, м. Харків, пр. Курчатова, 31*

Представлені результати дослідження структурно – фазових перетворень і зміцнення сталі 38ХНЗМФА, підданої ударно – хвильовому. Ударно - хвильова обробка сталі 38ХНЗМФА призводить до збільшення міцності зразків, обумовленого процесами перерозподілу фаз і вуглецю у поверхневих шарах. Упрочнення стали при ударній обробці обумовлено виділенням в матриці мартенсита фазы цементита.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: ударний вплив, феритні сталі, фазові перетворювання, зміцнення, мартенсит, цементит

Растущие мировые потребности в электроэнергии наряду с дефицитом органического топлива и загрязнением окружающей среды требует дальнейшего совершенствования ядерной промышленности в XXI веке. Этому посвящены разработки более совершенных реакторов, поиск новых концепций, позволяющих повысить уровень безопасности будущих АЭС, улучшить их экономические показатели, модернизировать конструкционные материалы [1-3]. Вследствие этого использование стальных конструкций будет оставаться на высоком уровне, что обуславливает необходимость продолжения проведения исследований структурно-фазового состояния используемых и модельных сталей в различных условиях комплексного воздействия. В частности, к таким воздействиям относится ударно-волновое воздействие, применяемое для повышения механических свойств сталей. Перспективным методом обработки стальных изделий является использование энергии взрыва и ударных волн, позволяющий достичь высоких прочностных и структурных характеристик. Нагружение ударными волнами находит применение как способ упрочнения металлов и сплавов [4-8]. При воздействии на материал взрывной нагрузки по последнему распространяется ударная волна. Наибольшие сдвиговые напряжения возникают на фронте ударной волны, то есть на границе между материалом, испытавшим ударное сжатие, и невозмущенным. В резко ограниченных областях происходит локальное расплавление металла и интенсивная пластическая деформация. Оценки микроскопической диффузии в таких ситуациях дают аномально высокие значения коэффициента диффузии, например Fe в Ti ($D_e = 10^{-5} - 10^{-7} \text{ м}^2/\text{с}$), которые трудно объяснить в рамках известных механизмов атомной диффузии. Сталь 38ХНЗМФА относится к классу конструкционных улучшаемых сталей, которые используются после закалки с высоким отпуском (процедуры улучшения). Эти стали (40Х, 40ХФА, 30ХГСА) содержат 0,3-0,5 % углерода и 1-6 % легирующих элементов. Структура стали после улучшения – сорбит. Улучшаемые стали должны обладать высоким пределом текучести, пластичностью, вязкостью, малой чувствительностью к надрезу. Сталь относится к мартенситному классу, слабо разупрочняется при нагреве до 300-400 С. Одной из задач исследования является идентификация сегрегации легирующих элементов и примесей, а также областей с избытком углерода, которые могут формироваться при ударно-волновом воздействии.

Целью данного исследования являлось изучение и анализ структуры и фазового состава стали 38ХНЗМФА после воздействия ударной волны. Для решения этих задач целесообразно применение мессбауэровской спектроскопии с регистрацией электронов внутренней конверсии в геометрии обратного рассеяния на ядрах Fe^{57} (МСКЭ) [9, 10] в совокупности с рентгеноструктурным анализом.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

Методами рентгеноструктурного анализа и МСКЭ на ядрах ^{57}Fe исследовали сталь 38ХНЗМФА. Состав стали 38ХНЗМФА в состоянии поставки следующий: углерод 0,33 – 0,4%; хром 1,20-1,50%; никель 3,00-3,50%; марганец 0,25-0,50%; ванадий 0,10-0,18%; кремний 0,17-0,37%; медь - не более 0,30%; фосфор - не более 0,025%; сера - не более 0,025%. При проведении исследований стали 38ХНЗМФА применяли следующие виды термомеханической обработки 38ТЗ – традиционная закалка; 38НМО – низкотемпературная механическая обработка; 38НМОЗ – низкотемпературная механическая обработка с последующей закалкой; 38ВМО – высокотемпературная механическая обработка (табл.1). Для нагружения ударными волнами были приготовлены пластины, предварительно подвергнутые закалке с охлаждением в воде и шлифовке. Ударные волны создавали соударением метаемой пластины, с поверхностью исследуемой стали 38ХНЗМФА. Метаемую пластину разгоняли детонационной волной. Давление на фронте составляло от 10 до 23 ГПа. В результате ударного воздействия пластины не испытывали формоизменения. В таблице 1 представлены характеристики обработки образцов, механические свойства (предел прочности σ_B , удлинение δ , сужение Ψ , a_H).

Рентгеноструктурные исследования образцов стали производились установке ДРОН- 3,0 в $Cu-K\alpha$ - излучении (глубина анализируемого слоя ~ 2,7 мкм), в $Fe-K\alpha$ и $Co-K\alpha$ излучении (глубина анализируемого слоя ~ 3 мкм). Точность определения параметра решетки $\pm 0,0005$ Å. С помощью МСКЭ на ядрах Fe^{57} производилась идентификация железосодержащих фаз. Спектры резонансного рассеяния регистрировались с помощью спектрометра ЯГРС- 4. В качестве источника использовался ^{57}Co в матрице Сг. Градуировка спектрометра производилась с помощью стандартных железосодержащих гамма-резонансных поглотителей (ГСОН-1551-79). Толщина анализируемого слоя для МСКЭ $\approx 0,1$ мкм. Металлографический анализ сталеи проводили с помощью микроскопа МИМ-8. Анализ поверхности образцов производили с помощью сканирующего электронного микроскопа JEOL JSM-840.

Таблица 1. Механические свойства исследованных образцов и параметры термомеханической и ударно-волновой обработки

Образцы	Режимы термо механической обработки	Данные выбранного слоя заготовки	Механические свойства					
			σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$	δ , %	Ψ , %	a_H , кгм/см ²	HRC
38О	Исходный	а)Состояние поставки. б) Прутки: :закалка 850 С, масло, отпуск 600 С. HB=269	а)1110 б)1180	а)105	12 12	а) 49 50	780 кДж/м ²	а) 32
38ТЗ	Исходный + стандартная закалка от 860 °С в масло	Состояние поставки+закалка.	1750	167	2:5	2..34	1.5	59
38НМО	Ударная обработка при 350 С охлаждение в воду	38НМО прогревался до 350 С до ударного воздействия.	1100	101	11.5	61	6.5	35
38НМОЗ	Закалка от 930 С в воду	Низкотемпературная механическая обработка+закалка.	1900	161	6	44	10	50
38ВМО2	Ударная обработка при 720°С, охлаждение в воду	Режим 38ВМО2 – аналог 38ВМО, Т обработки 720 °С	1900	155			7	50
38ВМО	Ударная обработка при 930°С, охлаждение в воду	38ВМО был нагрет до 930 °С к моменту обработки.	2000: 2300		0:44	0..19	1	61

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ОБСУЖДЕНИЕ

Рассмотрим результаты влияния ударно-волновой обработки на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства стали 38ХНЗМФА. Микроструктура образцов представлена на рис. 1.

Микроструктура исходного образца 38О (рис. 1а) демонстрирует мелкозернистую ферритную структуру с мелкодисперсными карбидами. Рентгеноструктурный анализ не выявил мелкодисперсные карбиды.

Микроструктура исходного образца после стандартной закалки (рис. 1б) обусловлена мартенситом после

закалки обычного образца в состоянии поставки и изменением размера исходного зерна, различием в морфологии мартенсита, расположении и размерах карбидных частиц.

Микроструктура образца 38НМО (рис. 1в), обработанного ударными волнами, демонстрирует размножение дислокаций и изменение микроструктуры, заключающееся в появлении крупных, почти равноосных, зерен. Возможно, произошла динамическая рекристаллизация, так как границы зерен имеют характерную зубчатую форму. Кроме того, могло пройти динамическое деформационное старение. На начальной стадии происходит закрепление карбидов и нитридов дислокациями. В результате дилатометрических измерений установлено, что для образца 38НМО исходная температура $A_{c3} = 775$ С смещается примерно на 50 С в сторону высоких температур. Обычная закалка по режиму 38ТЗ не смещает A_{c3} . Таким образом, структура образцов стали стабилизируется в процессе ударной обработки.

Микроструктура образца 38НМОЗ (рис. 1г) должна дать ответ на вопрос о различии между мартенситом после закалки обычного образца в состоянии поставки и мартенситом после закалки ударно обработанного образца. Различие в свойствах более чем заметное по данным механических испытаний (табл.1). Скорее всего, свой вклад в упрочнение вносит изменение в кинетике аустенитного превращения, а именно - изменение размера исходного аустенитного зерна и различие в морфологии мартенсита, расположении и размерах карбидных частиц.

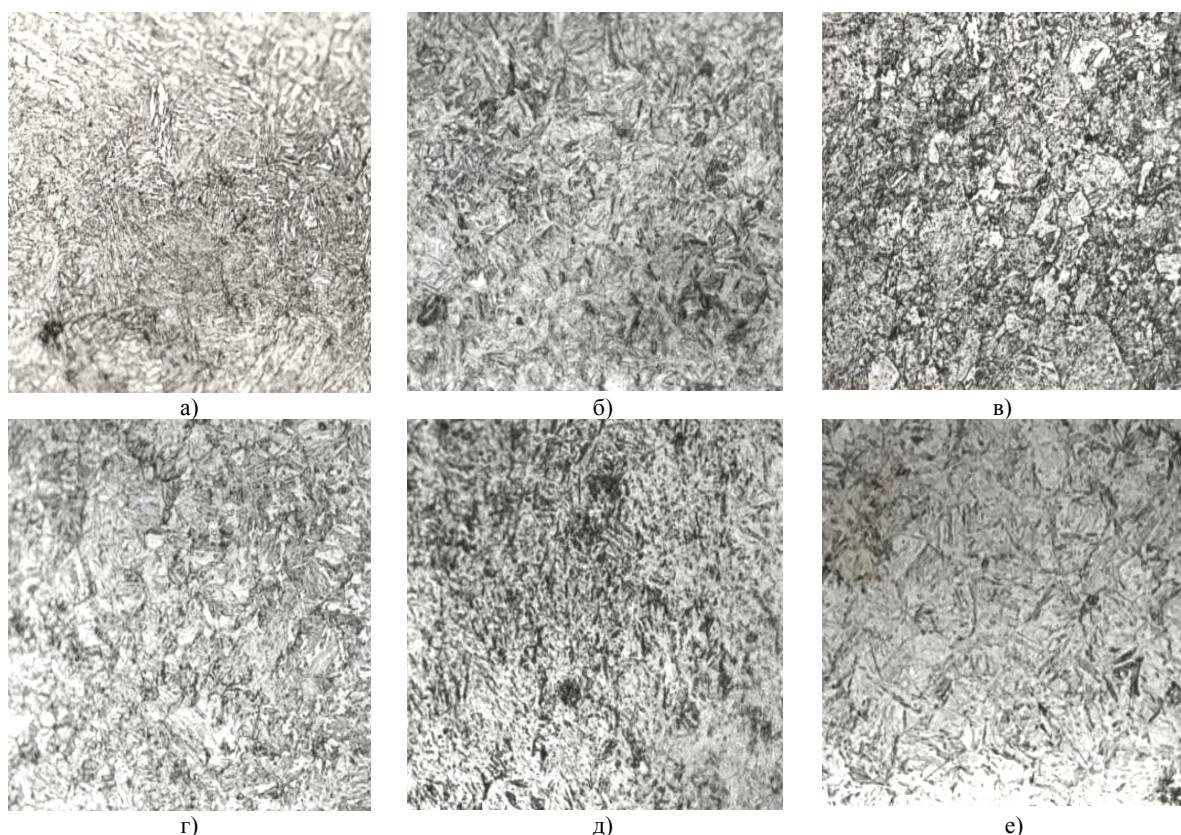


Рис. 1. Микрофотографии поверхности образцов после обработки: а – исходный образец; б - 38ТЗ – исходный +закалка; в - 38НМО после холодной обработки; г - 38НМОЗ после холодной обработки+закалка; д - 38ВМО2 после горячей обработки(720 С); е - 38ВМО после горячей обработки (930 С). Увеличение 200^x

Микроструктура образца 38ВМО2, который деформировался в межкритическом интервале, представлена на рис. 1е. Основной фазой в исследованных образцах является мартенсит с различным содержанием углерода.

Микроструктура образца 38ВМО (рис. 1д) полностью его структурное состояние после закалки в процессе ударно – волновой обработки. В процессе обжатия происходит отвод тепла через 38НМО до $T < T_{Ac1} \approx 500$ °С. Затем вся сборка опускалась в воду.

После деформационной выдержки образца 38ВМО при $T > M_s$, свойства полученного мартенсита определяются структурой, созданной горячей деформацией. Материал обладает очень низкой пластичностью. В материале имеются микротрещины, располагающиеся по границам зерен. Именно они являются причиной хрупкого поведения материала при испытаниях. Микротрещины могли появиться в результате слишком жесткого соотношения $T - \epsilon$, при котором не выполнилось соотношение зернограницной деформации (ЗГД) и внутризеренной деформации для сохранения сплошности материала - доля ЗГД оказалась слишком мала. Для данного материала характерен высокий уровень остаточных напряжений.

В образце 38ВМО тетрагональные искажения уменьшаются, что соответствует содержанию углерода $\sim 0,21\%$. Исчезает линия в направлении $\langle 100 \rangle$. То есть появляется текстура в направлении $\langle 110 \rangle$. Наблюдается линия цементита, которая соответствует самой интенсивной линии (112); цементит с ромбической решеткой. В мартенсите образца содержание углерода снижается до $0,21\%$, что коррелирует с увеличением концентрации карбида Fe_3C (табл. 2).

Из табл. 1, 2 видно, что значительное повышение σ_B для образца 38ВМО можно связать с наличием фазы цементита Fe_3C с ромбической структурой и параметрами $a = 4,52 \text{ \AA}$; $b = 5,09 \text{ \AA}$; $c = 6,75 \text{ \AA}$. Проведен анализ как плоских боковых граней образцов, так и торцов со следами разрыва. Повышение прочности образца также следует связать с наличием фазы цементита.

Таблица 2. Фазовый состав обработанных образцов.

Образец	Мартенсит		Аустенит	Цементит	Фазы
	$a, \text{ \AA}$	$c, \text{ \AA}$	$a, \text{ \AA}$		
380	2.864				Мартенсит. Содержание углерода в мартенсите $C \approx 0.15$
38ТЗ	2.851	2.894	3.627		Мартенсит + аустенит. Содержание углерода в мартенсите $C \approx 0.33\%$ Содержание аустенита $\sim 7\%$.
38НМО	2.868	2.894			Мартенсит. Содержание углерода в мартенсите $C \approx 0.1\%$
38НМОЗ	2.865	2.894	3.604		Мартенсит + аустенит. Содержание углерода в мартенсите $C \approx 0.15$ Содержание аустенита $\sim 3.5\%$
38ВМО	2.866 2,8722	2.894		$a = 4,52 \text{ \AA}$; $b = 5,09 \text{ \AA}$; $c = 6,75 \text{ \AA}$	Мартенсит + цементит. Содержание углерода в мартенсите $C \approx 0.21\%$ - $0,23\%$

В двух образцах 38ТЗ и 38НМОЗ обнаружен аустенит с параметром решетки, $a = 3,627 \text{ \AA}$ и $a = 3,604 \text{ \AA}$, соответственно. При этом уменьшение параметра a , соответствует уменьшению содержания C в аустените и уменьшению относительного содержания аустенита в образце 38НМОЗ до $3,5\%$ по сравнению с 7% для образца 38ТЗ. Таким образом, по рентгеноструктурным данным, аустенит обнаружен только в образцах, подвергавшихся закалке, причем после ударной обработки его содержание понижено.

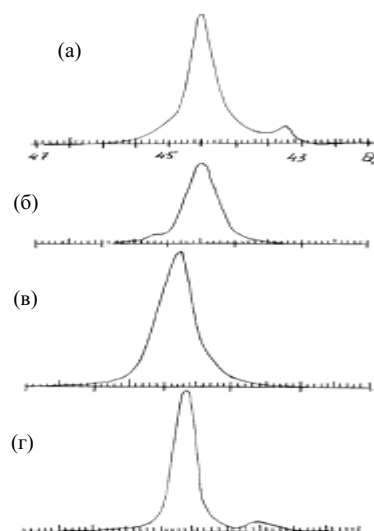


Рис. 2. Рентгеновские профили линии (001) образцов: 38ТЗ - (а). 38НМОЗ (б) 380 (в); 38ВМО(г)

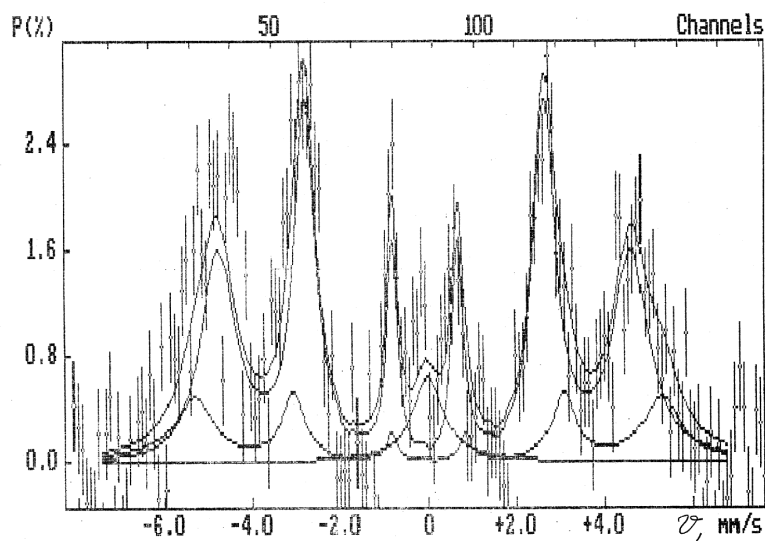


Рис. 3. Спектр МСКЭ поверхности стали после обработки.

Как указывалось выше, основной фазой в образцах является α – мартенсит с различным содержанием углерода. Так в образце 38ТЗ оценка содержания C дает значение $\approx 0,33\%$ при параметрах решетки $a = 2,851 \text{ \AA}$, $c = 2,894 \text{ \AA}$. В мартенсите образца 38ВМО содержание углерода снижается до $\approx 0,21\%$, что коррелирует с образованием и повышенной концентрацией цементита в этом образце. При этом в образце 38ВМО исчезает дифракционная линия в направлении $\langle 100 \rangle$, что объясняется появлением текстуры в направлении $\langle 110 \rangle$.

(рис. 2). Если сравнивать искажение решетки мартенсита, то в наибольшей степени искажен мартенсит образца 38ТЗ, в наименьшей - образца 38НМО. В образце с наибольшим искажением решетки мартенсита обнаружено небольшое содержание аустенита с параметрами решетки $a = 3,627 \text{ \AA}$ и $b = 3,604 \text{ \AA}$ соответственно. Для образца 38ТЗ дифракционные кривые не расщепляются, возможно, из-за наличия микроискажений в решетке мартенсита. При таком значительном уширении можно предположить тетрагональность, соответствующую содержанию углерода 0,325 % с параметрами решетки, $a = 2,851 \text{ \AA}$, $c = 2,894 \text{ \AA}$. Для образца 38НМО – линии не расщепляются, полуширина уменьшается, искажения снимаются.

По мессбауэровским данным мартенсит в поверхностных слоях представлен спектром рассеяния с магнитным расщеплением по величине близкой к α – железу и соответствующей величиной сверхтонкого магнитного поля около 330 кЭ (рис. 3). Мессбауэровские данные подтверждают результаты рентгеноструктурного анализа, но содержание аустенита по данным МСКЭ отличается вследствие различия в толщине анализируемого слоя (соответственно, 3 мкм и 0,1 мкм). По мессбауэровским данным мартенсит в поверхностных слоях исследованных образцов представлен шести линейчатым размытым спектром рассеяния с параметрами, близкими к ферромагнитной мартенситной фазе. Линии уширены, а результаты компьютерной обработки на предварительном этапе исследований позволяют сделать заключение о расслоении фаз в поверхностных слоях [11 - 13].

При этом с уменьшением параметра решетки наблюдается уменьшение содержания углерода в аустените. Мессбауэровские данные (рис. 3) подтверждают эти результаты, но содержание аустенита по данным МСКЭ отличается вследствие различия в толщине анализируемого слоя, что подтверждает наличие расслоения фаз в стали после обработки.

На рис. 4 представлена зависимость значений предела прочности от содержания углерода в мартенсите, полученная в результате стандартной подгонки к логарифмической зависимости (с достоверностью 0,443). Эта зависимость качественно подтверждает важную роль контроля и регулирования содержания углерода в отдельных фазах – мартенсите, аустените, цементите.

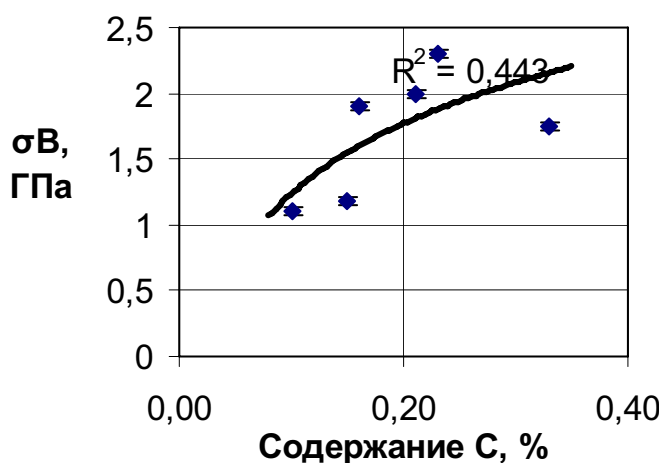


Рис. 4. Зависимость значений предела прочности σ_b от содержания углерода в мартенсите С

Формирование структуры в поверхностных слоях стали при ударном воздействии происходит следующим образом. После соударения пластин при достижении предела текучести возникает волна пластической нагрузки, которая распространяется со скоростью, определяемой балансом внешнего давления и внутреннего напряжения. Развитие процесса соударения ведет к увеличению внешнего давления и возникновению волн с большими напряжениями [14, 15]. Такие ударные волны приводят к изменениям структуры мартенсита и аустенита, фазового состава поверхности в зоне ударного воздействия вследствие кратковременного импульсного нагружения материала и распространения в нем ударной волны сжатия с длительностью фронта волны $10^{-7} - 10^{-6}$ с.

Таким образом, становится возможным регулирование относительного содержания альфа и гамма – фаз в результате кратковременного ударного воздействия. При ударно - волновом воздействии обнаружено упрочнение стали 38ХНЗМФА, то есть значительное повышение предела прочности, которое можно связать с наличием фазы цементита Fe_3C с ромбической структурой и параметрами $a = 4,52 \text{ \AA}$; $b = 5,09 \text{ \AA}$; $c = 6,75 \text{ \AA}$, а также с процессами перераспределения фаз (мартенсита, аустенита) и углерода в этих фазах в поверхностных слоях стали. Кроме того, важным применением ударно-волновой обработки может быть использование ее в процессах компактирования и упрочнения дисперсно-упрочненных оксидами (ДУО) ферритных и ферритно-мартенситных сталей [16].

ВЫВОДЫ

Представлены результаты исследования структурно-фазовых превращений и процессов упрочнения стали 38ХНЗМФА после ударно-волнового воздействия на поверхность стали. Ударно - волновая обработка стали 38ХНЗМФА приводит к увеличению прочности образцов, обусловленному процессами перераспределения фаз и углерода в поверхностных слоях. По мессбауэровским данным мартенсит в поверхностных слоях исследованных образцов представлен шестилинейчатым размытым спектром рассеяния с параметрами, близкими к ферромагнитной мартенситной фазе. Линии уширены, что позволяет сделать заключение о расслоении фаз и о сегрегации примесей в поверхностных слоях. В образцах с наибольшим искажением

решетки мартенсита обнаружено небольшое содержание фазы аустенита. При этом уменьшение параметра решетки соответствует уменьшению содержания углерода в аустените. Упрочнение стали при ударной обработке обусловлено выделением в матрице мартенсита фазы цементита.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. И.М. Неклюдов. Проблемы работоспособности материалов основного оборудования АЭС Украины // Прогрессивные материалы и технологии. - Киев: Академперіодика, 2003. - Т. 1. - С.277–295.
2. Развитие атомной энергетики России и Украины – фактор устойчивого межгосударственного сотрудничества: материалы совместного совещания-семинара РАН и НАНУ: 21-23 октября 2008 г., ЛОК «Колонтаево» (г. Электросталь). – М.: Наука, 2009. – 357 с
3. И.В. Горынин Надежные материалы – основа безопасности атомной энергетики // Мировая энергетика. - 2006. - №7(31). - С.90-91.
4. И.Н. Гаврильев, А.А. Дерибас, В.И. Зельдович, В.Г. Пушин, О.С. Ринкевич, А.И. Уваров Структура и механические свойства аустенитной хромомарганцевой стали после нагружения ударными волнами //ФММ. – 1988. – Т. 65, вып. 4. - С.801-807.
5. Л.Н. Оклеи, И.В. Чхартишвили, Л.О. Попхадзе, Ф.А. Баум, Л.П. Орленко, К.П. Станюкович Зарождение ударных волн в поверхностных слоях соударяемых пластин // Физика взрыва. - М.: Наука, 1975. – С.704.
6. Ударные волны и влияние высокоскоростной деформации металлов. Под ред. М.А. Мейерса, Я.Е. Мура. – М. : Металлургия, 1984. – 512 с.
7. P.S. Follansbee., Gray G.T. Dynamic deformation of shock prestrained copper//Mater. Sci. Eng. – 1991.- Vol.138, №1.-P.23-31.
8. Г.Г. Гладуш, С.В. Дробязко, В.И. Мянко, Ю.В. Павлович, А.Н. Явохин Закалка поверхности металлов излучением импульсно-периодического СО₂-лазера // Поверхность. Физика, химия, механика. – 1987. - №7. – С.115.
9. В.Г. Кириченко, А.И. Кирдин Ядерно-физическое металловедение сталей //Вісник Харківського національного університета, сер. фізична "Ядра, частинки, поля". - 2009. - №845. - Вип. 1/41/. - С.39-61.
10. В.В. Чекин, В.Г. Кириченко, Э.А. Резниченко Сверхтонкие взаимодействия и радиационные повреждения в металлах. - Вища школа, 1986.- 136 с.
11. С.А. Письменецкий, В.Г. Кириченко Микродозовая радиационная технология обработки инструмента // Оборудование и инструмент. – 2004, №6(52) - С.12-14.
12. В.Г. Кириченко, Д.В. Чмиль Структурно-фазовые превращения в аустенитных сталях при отжиге, деформации и гамма-облучении //Вісник Харківського національного університета, сер. фізична "Ядра, частинки, поля". – 2002. - №574. - Вип. 4/20. - С. 89-92.
13. В.Г. Кириченко, В.М. Куклин, А.И. Великодний, В.В. Игрушин Ядерная гамма - резонансная спектроскопия металлов, сплавов и неорганических материалов. //Труды 15 международной конференции по физике радиационных явлений и радиационному материаловедению. 10-15 июня 2002. Алушта, Крым. С.352-353.
14. В.С. Васильев, А.Н. Геращенко, М.И. Гусева, А.А. Носков, А.М. Сулима, А.Э. Стрыгин, В.А. Шулов Исследование методом электронной Оже-спектроскопии элементного состава поверхности стали после ионного легирования и испытаний на циклическую высокотемпературную усталость //Поверхность. Физика, химия, механика. - 1987. - №11. - С. 133.
15. В.Н. Дробязин, С.П. Половнева Воздействие низкотемпературного ударного нагружения и γ - облучения на механические свойства сплава Д16// ДАН УССР, сер. А. Физ-мат. и техн. науки. – 1987. - №11. - С.46-48.
16. А.В. Путилов Разработки ФГУП ВНИИНМ в области нанотехнологий и наноматериалов для атомной отрасли // Российские нанотехнологии.-2007. -Т.2, № 9-10.-С. 6-11.